

WELDED TITANIUM PIPE

Patent Number: JP9078164
Publication date: 1997-03-25
Inventor(s): MIYAMOTO ATSUYUKI;; MAEHARA KATSUHIKO;; OKUDA TAKANARI;; SUZUKI EIICHI;;
YOSHIOKA KATSUMI;; KAWAHARA HIROMICHI
Applicant(s): KOBE STEEL LTD
Requested Patent: ☐ JP9078164
Application Number: JP19950238494 19950918
Priority Number (s):
IPC Classification: C22C14/00; F16L9/16
EC Classification:
Equivalents: JP3035197B2

Abstract

PROBLEM TO BE SOLVED: To produce a titanium pipe having high strength and in which the generation of micro cracks at the welding bead zone is sufficiently suppressed even if being applied with high speed pipe making by regulating the content of Fe in a titanium material to specified value or below and specifying the content of O.

SOLUTION: While a titanium material having a strip shape is formed into a pipe shape, the joining edges in the longitudinal direction are welded to form a titanium pipe. At this time, in the case each content of Fe and O in the titanium material is respectively defined as (a) wt.% and (b) wt.%, $a \leq 0.08\text{wt.}\%$, $b \leq 0.40\text{wt.}\%$ and also $53.a + 117.b + 28.31 \geq 45$ are satisfied. By regulating the content of Fe as the above, the generation of micro cracks can be suppressed, and simultaneously, the pipe making speed can be increased to a satisfiable range. Besides, since its strength deteriorates at the time of reducing the content of Fe, the content of O is increased to complement the strength.

Data supplied from the esp@cenet database - I2

UNITED STATES PATENT AND TRADEMARK OFFICE

RECEIVED

NOV 10 1994

UNITED STATES PATENT AND TRADEMARK OFFICE

RECEIVED

NOV 10 1994

UNITED STATES PATENT AND TRADEMARK OFFICE

THIS PAGE BLANK (USPTO)

UNITED STATES PATENT AND TRADEMARK OFFICE

RECEIVED

NOV 10 1994

UNITED STATES PATENT AND TRADEMARK OFFICE

RECEIVED

NOV 10 1994

UNITED STATES PATENT AND TRADEMARK OFFICE

RECEIVED

NOV 10 1994

UNITED STATES PATENT AND TRADEMARK OFFICE

RECEIVED

NOV 10 1994

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平9-78164

(43) 公開日 平成9年(1997) 3月25日

(51) Int.Cl. ⁸	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 2 C 14/00			C 2 2 C 14/00	Z
F 1 6 L 9/16			F 1 6 L 9/16	

審査請求 未請求 請求項の数 2 O L (全 7 頁)

(21) 出願番号 特願平7-238494

(22) 出願日 平成7年(1995) 9月18日

(71) 出願人 000001199
株式会社神戸製鋼所
兵庫県神戸市中央区脇浜町1丁目3番18号

(72) 発明者 宮本 淳之
兵庫県神戸市西区高塚台1丁目5番5号
株式会社神戸製鋼所神戸総合技術研究所内

(72) 発明者 前原 克彦
兵庫県神戸市西区高塚台1丁目5番5号
株式会社神戸製鋼所神戸総合技術研究所内

(72) 発明者 奥田 隆成
兵庫県加古川市金沢町1番地 株式会社神戸製鋼所加古川製鉄所内

(74) 代理人 弁理士 安田 敏雄

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 溶接チタン管

(57) 【要約】

【課題】 強度が45kgf/mm² 以上の高強度を有し、かつ、高速造管を行っても溶接ビード部のミクロクラックの発生を十分に抑制する。

【解決手段】 帯板状のチタン材を管状に成形しつつ長手方向接合縁を溶接して形成されるチタン管であって、上記チタン材中のFeとOとの各含有量をそれぞれa重量%、b重量%とすると、a:0.08重量%以下、b:0.40重量%以下、かつ、 $53 \cdot a + 117 \cdot b + 28.31 \geq 45$ である。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 帯板状のチタン材を管状に成形しつつ長手方向接合縁を溶接して形成される溶接チタン管であって、

上記チタン材中のFeとOとの各含有量をそれぞれa重量%、b重量%とすると、

$a:0.08\text{重量\%以下}$ 、 $b:0.40\text{重量\%以下}$ 、かつ、 $53 \cdot a + 117 \cdot b + 28.31 \geq 45$

であることを特徴とする溶接チタン管。

【請求項2】 肉厚が0.7～2.5mmであることを特徴とする請求項1に記載の溶接チタン管。

【発明の詳細な説明】**【0001】**

【発明の属する技術分野】本発明は、化学・石油精製プラントの熱交換器等に使用される伝熱用の溶接チタン管に関するものである。

【0002】

【従来の技術】一般に、伝熱用溶接チタン管は、発電プラントの復水器や海水淡水化装置など、主に海水を冷却媒として利用する装置の伝熱管として大量に使用されている。これら装置では、雰囲気温度がせいぜい100℃で、伝熱管への付加応力も低いために、通常肉厚が0.5～0.7mm、強度レベルもJIS H4631（伝熱用純チタン管）2種相当の比較的軟質な薄肉溶接チタン管が使用されている。

【0003】このような溶接チタン管は、通常、チタンの帯板材を室温で各種成形ロールに順次通過させて管状体に成形し、該管状体の長手方向に亘る接合縁を溶接することにより製造されている。上記のような溶接チタン管の造管に際しては、図2に示すように、溶接管20の溶接ビード部21の内面にマイクロクラック22が発生することがある。そして、このマイクロクラックの発生は、図3に示すように、溶接直前のほぼ円形状にまで成形された素材のスプリングバック量と造管速度とに密接に関係することが明らかになっている。すなわち、同図に示すように、溶接域では溶融プール24がスクイズロール23の中心に置いた溶接トーチ位置から造管方向に長く伸び、スクイズロール23の中心から離れた最終凝固点近傍ではスクイズロール23による圧下が十分効かなくなる。このため、素材のスプリングバックによる円周方向応力が最終凝固点近傍に働いてマイクロクラックが発生すると考えられる。従って、素材のスプリングバック量が大きくなるほど、又、造管速度が速いほど（溶融プール長さが長くなるため）、マイクロクラックが発生し易くなる。

【0004】この種のマイクロクラックを防止して造管速度を向上させる方法として、特公平1-54122号公報に温間成形法が、また、特公平5-51373号公報に非対称成形法がそれぞれ開示されている。これらはいずれも成形後の素材のスプリングバック量を抑制してミ

クロクラックを防止する方法であり、前記した薄肉溶接チタン管に対しては十分な効果が認められている。

【0005】なお、工業用純チタンは、最も軟質な純チタン（JIS1種）では、Feを0.03重量%、Oを0.05重量%程度含有するが、これより強度レベルの高いJIS2種或いは3種の工業用純チタンでは、高強度化のためにFe及びOが同時に添加される。特に、JIS3種、或いは引張強さが45kgf/mm²を越えるような高強度純チタンの場合は、Fe、Oともに0.1重量%を越える量が添加されている。

【0006】ところで、例えばテレフタル酸プラントのような化学プラントや石油精製プラントでは、雰囲気温度が200℃を越え、伝熱管への付加応力も高くなる。そのため、従来、これらの装置に用いられる伝熱管には、1mmを越える比較的厚肉で、強度レベルも45kgf/mm²を越えるようなJIS3種相当の厚肉シームレス管が使用されている。しかし、最近になってコストダウンのためにシームレス管を溶接管に代替しようとの動きがあり、高強度厚肉溶接チタン管へのニーズが新たに生じてきた。

【0007】

【発明が解決しようとする課題】ところが、上記したニーズに対応するために、例えば前述したJIS3種相当のチタン材を使用し、かつ、前記公報記載の温間成形法や非対称成形法を併用して高強度厚肉溶接チタン管を造管しようとしても、十分な生産性が得られないという問題を生じている。

【0008】すなわち、管の肉厚が厚くなると溶接時の溶接入熱を大きくする必要があり、このために溶融プールが長くなることから、マイクロクラックが非常に発生し易くなる。更に、肉厚が厚い分、薄肉溶接チタン管よりもスプリングバックを小さくすべきところが、高強度材であるために通常はスプリングバックが大きくなり易く、前記の温間成形法や非対称成形法を適用しても、満足すべき造管速度までマイクロクラックを抑制するだけのスプリングバック量は達成できない。結果として、高強度厚肉溶接チタン管では従来の薄肉溶接チタン管に比べ極めて遅い速度で造管する必要があり、このために、生産性に大きな問題が生じていた。

【0009】本発明は、上記問題点に鑑みなされたもので、強度が45kgf/mm²以上の高強度を有し、かつ、高速造管を行っても溶接ビード部のマイクロクラックの発生が十分に抑制された溶接チタン管を提供することを目的とする。

【0010】

【課題を解決するための手段】上記課題を解決すべく、本発明者らは溶接時のマイクロクラックの発生に及ぼす要因を詳細に検討した結果、チタン材中のFeの含有量がマイクロクラックの発生に大きく影響していることを新たに知見し、本発明をなすに至った。すなわち、本発明の

溶接チタン管は、帯板状のチタン材を管状に成形しつつ長手方向接合縁を溶接して形成される溶接チタン管であつて、上記チタン材中のFeとOとの各含有量をそれぞれ

$$53 \cdot a + 117 \cdot b + 28.31 \geq 45$$

であることを特徴としている。

【0011】上記のようにFeの含有量を0.08重量%以下に抑えると、ミクロクラックの発生が抑制されると共に満足できる範囲まで造管速度を上昇でき、特に0.05重量%以下では大きな効果が得られる。なお、現状では、最も高純度のチタンスポンジを使用しても0.03重量%程度のFeが含有されている。一方、Fe量を低減させると強度が低下するため、O量を増加させて強度を補う。この場合、引張強さが45kgf/mm²以上となるように、換算式(1)を用いてOの含有量を設定する。なお、O量を増加させると強度は上昇するが延性が低下するため、極端に延性を損ねない範囲の0.40重量%をO量の上限値とする。

【0012】このようなチタン材からなる溶接チタン管では、高速造管しても、溶接ビード部にミクロクラックが殆ど認められず、品質に優れた高強度厚肉溶接チタン管として提供することができる。なお、このような溶接チタン管の肉厚については、0.7mm未満では溶接時の溶融プールの長さが短いためにミクロクラックの問題が発生し難く、また、2.5mmを越える肉厚の溶接管については、前記した溶接管製造方法の採用が困難となるため、肉厚の範囲を0.7~2.5mmに設定する。

【0013】

【発明の実施の形態】以下、図面に基づいて本発明の一実施形態を説明する。初めに、図1を参照して溶接チタン管の造管ラインについて説明する。同図において、1はストリップ(帯板材)、2はアンコイラー、BPはブレイクダウンロール3を備えたブレイクダウンパス、FPはフィンバスロール4を備えたフィンバス、5はスクイズロール、SPはサイジングロール6を備えたサイジングパス、8はTIGトーチ7を有する溶接部、9は走行切断機、10は造管方向を夫々示す。尚、ロールの配列はこの他何種類か使われているが本質的には同じである。

【0014】上記の造管ラインにより、溶接チタン管の製造が次のように行われる。すなわち、アンコイラー2に巻かれた純チタン材からなる素材ストリップ1が、室温(非加熱状態)で、ブレイクダウンパスBP、フィンバスFPによって管状に成形され、管状体の長手方向に亘る接合縁を溶接部8でTIGトーチ7により溶接されて、溶接チタン管として造管される。

【0015】上記のチタン材は、含有するFeとOとの量をそれぞれa重量%、b重量%とすると、

① a : 0.08重量%以下、b : 0.40重量%以下

② $53 \cdot a + 117 \cdot b + 28.31 \geq 45$

③ 肉厚 : 0.7~2.5mm

れa重量%、b重量%とすると、a : 0.08重量%以下、b : 0.40重量%以下、かつ、

…(1)

の条件を満たすように調整されている。これら調整条件①~③は、溶接ビード部にミクロクラックが発生することなく、高速造管が可能なように設定したものであり、次に、このように設定した理由について説明する。

【0016】まず、ミクロクラック発生メカニズムについて説明する。溶接チタン管の製造に際して、溶接域の状況は図3の如くであり、溶融プール24がスクイズロール23の中心に置いた溶接トーチ位置から造管方向に長く伸び、最終凝固点がスクイズロール23の中心から離れている。このため、最終凝固点近傍ではスクイズロール23による圧下が十分効かなくなり、素材のスプリングバックによる円周方向応力が最終凝固点近傍に働いてミクロクラックが発生すると考えられる。

【0017】溶融プール近傍の断面の状況は図4に示す様に、母材27に溶融部25、半溶融部28、凝固部26が形成され造管方向に沿って変化すると予想され、液相と固相とが共存する半溶融部28がビード内面に形成された段階、すなわち図4(d)のC-C'断面近傍に円周方向のスプリングバック力が付加されることによって、ビード内面にミクロクラック(図2参照)が発生する。例えば、外径22mm、肉厚0.7mmの溶接チタン管(材質:JIS2種)を造管した場合のミクロクラックの発生状況を図5に示す。同図より、スプリングバック量δが大きくなるほど、又、造管速度vが速いほど(溶融プール長さが長くなるため)、ミクロクラックが発生し易くなっている。

【0018】このようなミクロクラックの発生を抑制するために、本発明者らは溶融プールでの半溶融部、すなわち液相と固相とが共存する二相域を制御する方法に着目した。例えば、溶接管の外径、肉厚、造管速度やスプリングバック量等の造管条件などが一定の場合は、ミクロクラック発生のし易さは二相域の広さに依存するものと推定され、そして、このチタン材料の二相域の広さは含有する元素に依存することが考えられる。

【0019】そこで、表1に示すような不純物組成のJIS2種材及び3種材相当の2種類の純チタン帯板を用いて、19Φ×1.57tmmの溶接管を造管した。造管方法は上記に述べた方法を採用し、いずれの材料に対しても、フィンバスロールの圧下量を変えることにより、溶接直前のほぼ円形状まで成形された素材(オープン管)のスプリングバック量を変化させ、かつ、造管速度も種々変化させて造管を行った。その後、すべての試料について内面カラーチェックを行い、ビード中央部ミクロクラックの発生の有無を確認した結果を図6に示す。なお、本実験では、オープン管のスプリングバック量を、スクイズロールの直前で切り出したオープン管の両エッジの隙

間隔を測定して評価した。

【0020】

【表1】

	材 質	Fe	O	H	N	C	Ti
試料A	J I S 2種	0.0470	0.1170	0.0021	0.0031	0.0060	残
試料B	J I S 3種	0.1240	0.1720	0.0019	0.0034	0.0060	残

【0021】図6の結果より、J I S 2種材（Feの含有量：0.05重量%、Oの含有量：0.12重量%）に比べて、FeとOとの含有量が共に0.10重量%を超えるJ I S 3種材の方が、マイクロクラック発生限界は大幅に低速度、低スプリングバック量側にきており、J I S 3種材ではマイクロクラックが極めて発生し易くなっていることが明らかである。通常、高強度材の方がスプリングバックが大きくなり易いため、マイクロクラックが発生し易いが、図6の結果では同一のスプリングバック量でも明らかにJ I S 2種材とJ I S 3種材とでは発生限界が異なっている。

【0022】上記の実験では、両試料について、管寸法、スプリングバック量、造管速度、溶接電流などのすべての造管条件を同一にして実験を行っているため、J I S 2種材とJ I S 3種材のマイクロクラック発生限界の差は表1に示す不純物組成の差に起因すると考えられる。従って、本結果から、FeとOとの含有量の差が影響を与えているものと判断される。

【0023】このように、上記の結果からFe又はOがマイクロクラックの発生に大きく関係していることが明らかとなったが、これら2種類のどちらが真の影響因子であるか確認するために、次に、Fe及びOの含有量が異

なる表2に示すような純チタン帯板を準備して造管実験を行った。この実験では、次の条件をすべて同一にして造管した場合のマイクロクラック発生の有無を調査し、マイクロクラック発生に及ぼすFe量とO量の影響を個別に評価した。

【0024】・管寸法：19Φ×1.47tmm

・スプリングバック量δ：2.0mm

（フィンパスロール圧下量を調整して設定）

・造管速度：1.0、1.5、2.0 m/分

・溶接電流：造管速度に応じて、適正ビード形状が得られる最適電流に設定

マイクロクラック発生の有無を調べた結果を表2に併せて示している。なお、同表中の引張強さは、引張強さTSの換算式の一例として提案されている次式を利用して求めたものである。

【0025】 $TS(kgf/mm^2) = 53 \cdot a + 117 \cdot b + 28.310$

ここで、a、bはそれぞれFe及びOの含有量（重量%）である。

【0026】

【表2】

試料	不純物量（重量%）		引張強さ (kg/mm ²)	マイクロクラック発生の有無			備考
	Fe	O		V=1.00	V=1.50	V=2.00	
A	0.1300	0.1750	55.7	×	×	×	従来例
B	0.0850	0.1800	53.9	○	×	×	比較例
C	0.0790	0.1840	54.0	○	○	○	実施例
D	0.0480	0.1840	52.4	○	○	○	実施例
E	0.0510	0.1200	45.1	○	○	○	実施例
F	0.1540	0.1020	48.4	×	×	×	比較例

（注1）×：マイクロクラック発生、○：マイクロクラック発生せず

（注2）V：造管速度（m/分）

（注3）不純物H、N、Cは表1と同レベル

【0027】上記の結果から、マイクロクラックの発生は主にFe量に依存しており、Fe量が0.08重量%以下では少なくとも2.0m/分の速度までスピードアップできることが明らかである。このように、Fe量を0.08重量%以下に抑え、マイクロクラックを発生させることなく、満足できる範囲まで造管速度を向上することができる。また、Feの減少とともに限界スピードは向上し、0.05重量%以下で特に大きな効果が得られている。な

お、現状では、最も高純度のチタンスポンジを使用しても、0.03重量%程度のFeが含有されている。

【0028】ところで、工業用純チタンは、主としてFeとOとの含有量によって強度レベルをコントロールしている。そして、高強度化のためにFeとOとを同時に添加しているが、上記のようにFe量を低減させる分、強度が低下するため、Oを増加させて強度を補うことが必要となる。そこで、このOの含有量を、引張強さが45

kgf/mm² 以上になるように、前記の調整条件②の式に基づいて設定する。

【0029】従って、Feを0.08重量%以下とするには、Oを少なくとも0.106重量%以上含有させる。一方、Oの含有量を増加させると強度は上昇するが延性が低下するため、極端に延性を損ねない範囲の0.40重量%を上限値としている。なお、その他の元素については精錬、溶解時にコントロールの対象となっていないが、Hの含有量が高すぎると水素化合物が生成して延性を極端に低下させるため、上限値を0.01重量%にしている。NはO以上に強度上昇と延性低下に影響を与える元素であり、著しい延性低下を防止するために上限値を0.05重量%に設定している。なお、H、N含有量を下げることについては、Oの含有量を若干増加させることで強度低下に対応することができ、その他の弊害も考えられないため、両元素を含まないようにすることも可能である。

【0030】又、溶接チタン管の肉厚については、肉厚が0.7mm未満ではもともと溶融プールの長さが短く、マイクロクラックの問題が発生し難いため、下限を0.7mm以上とし、また、2.5mmを越えると、前記の溶接管製造方法の採用が困難となるため、上限を2.5mmとしている。以上の説明のように、本実施形態での溶接チタン管は、前述した調整条件①～③を満たすチタン材からなることにより、45kgf/mm²以上の引張強さを有し、しかも、高速造管を行っても溶接ビード部にマイクロクラックが殆ど認められず、品質に優れた高強度厚肉溶接チタン管として提供することができる。

【0031】なお、上記の例では、スプリングバック量を2mm一定として不純物量の影響を調べたが、スプリングバック量を成形で小さくすればより一層のスピードアップが可能である。又、どのようなスプリングバック量

にしてもFe低減の効果は損なわれるものではない。一方、製造方法についても、上記方法に限らず、例えば前述した特公平1-54122号公報に記載の温間成形法や特公平5-51373号公報に記載の非対称成形法を併用して造管することも可能である。その他、多段スクイズロールを用いて素材のスプリングバックを保持抑制する方法や、電流を分散することにより最終トーチ後の溶融プール長さを短くする多段電極溶接法などの製造法と併用することも可能である。

【0032】

【発明の効果】以上説明した通り、本発明の溶接チタン管は、高速造管しても溶接ビード部にマイクロクラックが殆ど認められず、このため、生産性に優れ、かつ品質に優れた高強度溶接チタン管として提供することができる。又、溶接チタン管の肉厚が0.7～2.5mmであるので、高強度を必要とする化学プラントや石油精製プラントの熱交換器等に使用することができる。

【図面の簡単な説明】

【図1】本発明の一実施形態における溶接チタン管の造管ラインの概略を示す説明図である。

【図2】溶接管におけるマイクロクラックの発生状況を示す断面図である。

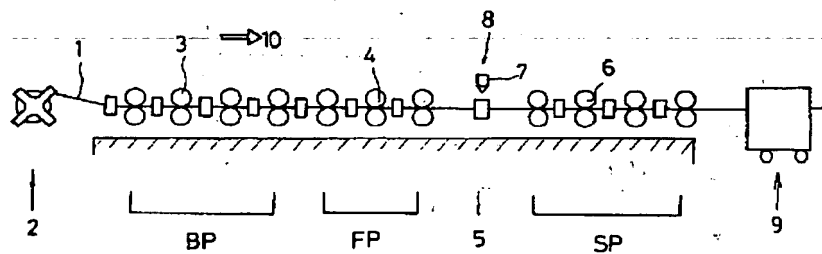
【図3】溶接管製造時の溶接域の概略を示す説明図である。

【図4】(a)は図3の溶接域の相変化を示す長手方向断面図、(b)はA-A'線断面図、(c)はB-B'線断面図、(d)はC-C'線断面図である。

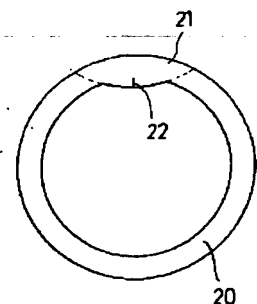
【図5】マイクロクラックに対する造管速度とスプリングバック量の影響を示すグラフである。

【図6】JIS2種及び3種材のマイクロクラック発生限界を示すグラフである。

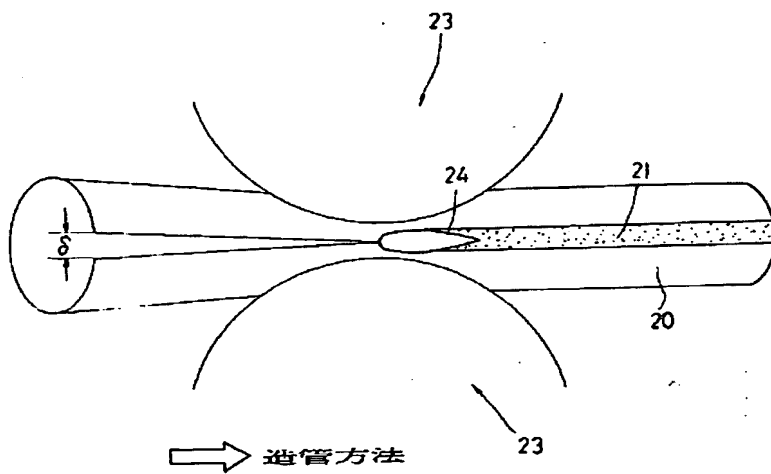
【図1】



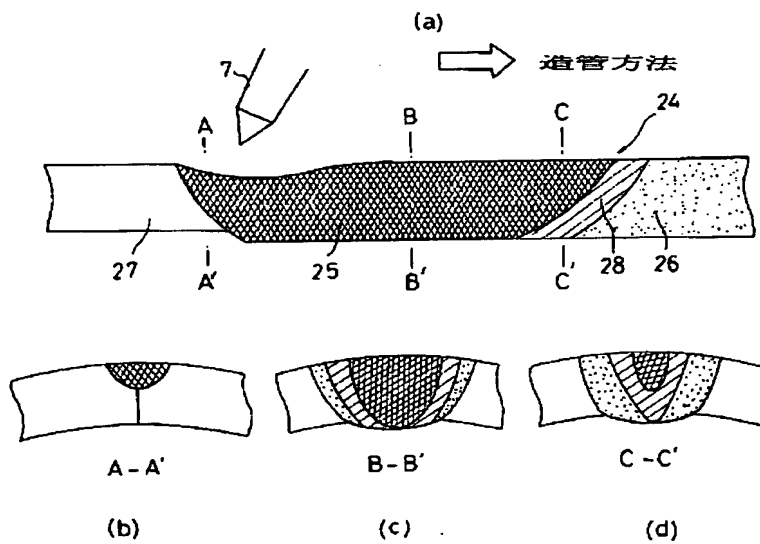
【図2】



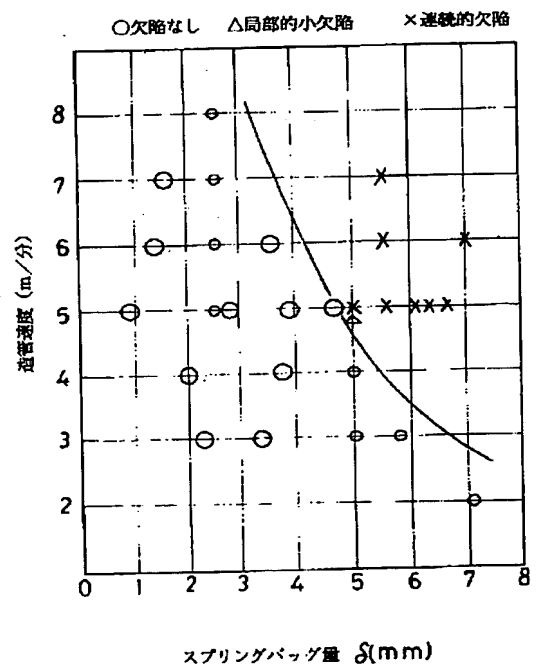
【図3】



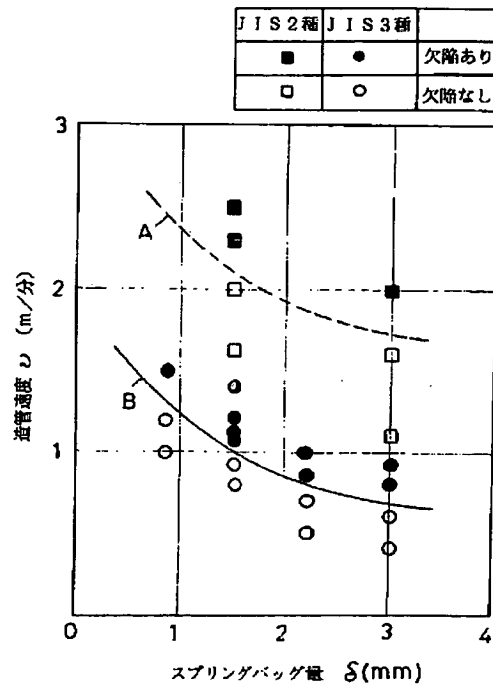
【図4】



【図5】



【図6】



A: JIS2種材のミクロクラック発生限界
 B: JIS3種材のミクロクラック発生限界

フロントページの続き

(72)発明者 鈴木 栄一
 山口県下関市長府港町13番地1号 株式会
 社神戸製鋼所長府北工場内

(72)発明者 吉岡 勝美
 山口県下関市長府港町13番地1号 株式会
 社神戸製鋼所長府北工場内

(72)発明者 河原 弘道
 東京都千代田区丸の内1丁目8番2号 株
 式会社神戸製鋼所東京本社内

2019 01/11

1/11/2019

1/11/2019 10:11:11 AM
1/11/2019 10:11:11 AM
1/11/2019 10:11:11 AM

1/11/2019

1/11/2019

1/11/2019

1/11/2019

1/11/2019

1/11/2019

1/11/2019

1/11/2019

1/11/2019

1/11/2019

1/11/2019

1/11/2019

1/11/2019

1/11/2019

1/11/2019

1/11/2019

1/11/2019

1/11/2019

1/11/2019

1/11/2019

1/11/2019

1/11/2019

1/11/2019

1/11/2019

1/11/2019

1/11/2019

1/11/2019

1/11/2019

1/11/2019

1/11/2019

1/11/2019

1/11/2019

1/11/2019

1/11/2019

1/11/2019

1/11/2019

1/11/2019

1/11/2019

1/11/2019

THIS PAGE BLANK (USPTO)